

Patent Abstracts of Japan

PUBLICATION NUMBER : 2001355035
PUBLICATION DATE : 25-12-01

APPLICATION DATE : 09-06-00
APPLICATION NUMBER : 2000174369

APPLICANT : NIPPON STEEL CORP;

INVENTOR : YOSHIDA TORU;

INT.CL. : C22C 38/00 C21D 8/10 C22C 38/58

TITLE : HIGH STRENGTH STEEL TUBE EXCELLENT IN FORMABILITY AND ITS
PRODUCTION METHOD

ABSTRACT : PROBLEM TO BE SOLVED: To provide a high strength steel tube having excellent
formability suitable for hydroforming and to provide its production method.

SOLUTION: This high strength steel tube excellent in formability has composite structure
consisting of ferrite of $\geq 60\%$ by volume fractional ratio and a second phase containing
martensite of 2 to 25% by volume fractional ratio, in which the hardness of martensite is
 ≥ 1.4 times that of ferrite, the average of the X-ray random intensity ratios in the
orientation groups of $\{110\} \langle 110 \rangle$ to $\{332\} \langle 110 \rangle$ in the sheet face at a sheet thickness of
 $1/2$ in the steel sheet is ≥ 2.0 , and/or the X-ray random intensity ratio of $\{110\} \langle 110 \rangle$ in the
sheet face at a sheet thickness of $1/2$ in the steel sheet is ≥ 3.0 , and its production
method.

COPYRIGHT: (C)2001,JPO

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開2001-355035

(P2001-355035A)

(43) 公開日 平成13年12月25日 (2001. 12. 25)

(51) Int.Cl.⁷

識別記号

F I

テ-マ-ト* (参考)

C 2 2 C 38/00

3 0 1

C 2 2 C 38/00

3 0 1 A 4 K 0 3 2

C 2 1 D 8/10

C 2 1 D 8/10

A

C 2 2 C 38/58

C 2 2 C 38/58

審査請求 未請求 請求項の数10 O L (全 11 頁)

(21) 出願番号

特願2000-174369 (P2000-174369)

(22) 出願日

平成12年6月9日 (2000. 6. 9)

(71) 出願人 000006655

新日本製鐵株式会社

東京都千代田区大手町2丁目6番3号

(72) 発明者 高橋 学

千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式
会社技術開発本部内

(72) 発明者 吉永 直樹

千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式
会社技術開発本部内

(74) 代理人 100062421

弁理士 田村 弘明 (外1名)

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 成形性に優れた高強度鋼管とその製造方法

(57) 【要約】

【課題】 ハイドロフォーム成形に適した優れた成形性を有する高強度鋼管およびその製造方法を提供する

【解決手段】 体積分率で60%以上のフェライトと、体積分率で2%以上25%以下のマルテンサイトを含む第2相との複合組織であり、マルテンサイトの硬度がフェライトの硬度の1.4倍以上であり、鋼板1/2板厚での板面の{110}<110>~{332}<110>の方位群のX線ランダム強度比の平均が2.0以上および/または鋼板1/2板厚での板面の{110}<110>のX線ランダム強度比が3.0以上である成形性に優れた高強度鋼管とその製造方法。

【特許請求の範囲】

【請求項1】 ミクロ組織が体積分率で60%以上のフェライトと、体積分率で2%以上25%以下のマルテンサイトを含む第2相との複合組織であり、マルテンサイトの硬度がフェライトの硬度の1.4倍以上であり、鋼板1/2板厚での板面の{110}<110>~{332}<110>の方位群のX線ランダム強度比の平均が2.0以上、あるいは鋼板1/2板厚での板面の{110}<110>のX線ランダム強度比が3.0以上の何れかまたは双方であることを特徴とする成形性に優れた高強度鋼管。

【請求項2】 質量%にて、Cを0.02%以上0.2%以下含むことを特徴とする請求項1記載の成形性に優れた高強度鋼管。

【請求項3】 質量%で、さらに

Mn: 3%以下、

Ni: 3%以下、

Cr: 3%以下、

Cu: 2%以下、

Mo: 2%以下、

W: 2%以下、

Co: 3%以下、

Sn: 0.5%以下

の中の1種または2種以上を合計で0.5%以上3.5%以下含むことを特徴とする請求項2記載の成形性に優れた高強度鋼管。

【請求項4】 質量%で、さらに

Si: 0.003~3%、

Al: 3%以下

の一方または双方を合計で0.3%以上3%以下含むことを特徴とする請求項2または3記載の成形性に優れた高強度鋼管。

【請求項5】 質量%で、さらに

P: 0.001~0.2%、

B: 0.0002~0.01%

の一方または双方を含むことを特徴とする請求項2~4の何れか1項に記載の成形性に優れた高強度鋼管。

【請求項6】 質量%で、さらに

Ti: 0.3%以下、

Nb: 0.3%以下、

V: 0.3%以下

の中の1種または2種以上を合計で0.005%以上0.3%以下含むことを特徴とする請求項2~5の何れか1項に記載の成形性に優れた高強度鋼管。

【請求項7】 質量%で、さらに

Ca: 0.0005~0.005%、

Rem: 0.001~0.02%

の一方または双方を含むことを特徴とする請求項2~6の何れか1項に記載の成形性に優れた高強度鋼管。

【請求項8】 請求項1~7の何れか1項に記載の鋼管

を製造するにあたり、請求項2~7の何れか1項に記載の成分を有する铸造スラブを、铸造ままもしくは一旦冷却した後に1000℃~1300℃の範囲に再度加熱し、熱間圧延して冷却後巻取った熱延鋼板を造管し、鋼材の化学成分で決まる(2×Ac1変態温度+Ac3変態温度)/3以上1050℃以下に加熱した後縮径加工を行い、その後、3℃/秒~500℃/秒の冷却速度で250℃以下まで冷却することを特徴とする成形性に優れた高強度鋼管の製造方法。但し、

$$Ac1(℃) = 723 - 10.7 \times Mn\% - 16.9 \times Ni\% + 29.1 \times Si\% + 16.9 \times Cr\%$$

$$Ac3(℃) = 910 - 203 \times (C\%)^{1/2} - 15.2 \times Ni\% + 44.7 \times Si\% + 31.5 \times Mo\% + 13.1 \times W\% - 30 \times Mn\% - 11 \times Cr\% - 20 \times Cu\% + 70 \times P\% + 40 \times Al\%$$

【請求項9】 請求項1~7の何れか1項に記載の鋼管を製造するにあたり、請求項2~7の何れか1項に記載の成分を有する熱延鋼板を酸洗し冷延した後に焼鈍した鋼板を造管し、鋼材の化学成分で決まる(2×Ac1変態温度+Ac3変態温度)/3以上1050℃以下に加熱した後縮径加工を行い、その後、3℃/秒~500℃/秒の冷却速度で250℃以下まで冷却することを特徴とする成形性に優れた高強度鋼管の製造方法。

【請求項10】 縮径加工後の管の長さが母管の長さの1.25倍以上であることを特徴とする請求項8もしくは請求項9記載の成形性に優れた高強度鋼管の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、例えば自動車の足廻り、メンバーなどに用いられる鋼材で特にハイドロフォーム等に用いられる成形性に優れた高強度鋼管およびその製造方法に関するものである。

【0002】

【従来の技術】自動車の軽量化ニーズに伴い、鋼板の高強度化が望まれている。高強度化することで板厚減少による軽量化や衝突時の安全性向上が可能となる。また、最近では、複雑な形状の部位について、高強度鋼の素鋼板または鋼管からハイドロフォーム法を用いて成形加工する試みが行われている。これは、自動車の軽量化や低コスト化のニーズに伴い、部品数の減少や溶接フランジ箇所の削減などを狙ったものである。このように、ハイドロフォーム(特開平10-175026号公報参照)などの新しい成形加工方法が実際に採用されれば、コストの削減や設計の自由度が拡大されるなどの大きなメリットが期待される。

【0003】このようなハイドロフォーム成形のメリットを十分に生かすためには、これらの新しい成形法に適した材料が必要となる。例えば、第50回塑性加工連合講演大会(1999、447頁)にあるようにハイドロフォーム成形に及ぼすr値の影響が示されている。しか

しここでは、シミュレーションによる解析が主で、実際の材料と1対1対応するものではない。

【0004】

【発明が解決しようとする課題】以上のように、ハイドロフォーム成形に適した材料開発は実用レベルではほとんど行われておらず、既存の高 r 値鋼板や高延性鋼板がハイドロフォーム成形に使用されつつある状況と言える。本発明では、このようなハイドロフォーム成形に適した優れた成形性を有する鋼管およびその製造方法を提供するものである。

【0005】

【課題を解決するための手段】本発明では、鋼材の集合組織とマイクロ組織を制御することでハイドロフォーム成形性に優れた材料を提供するものである。即ち、本発明の要旨とするところは、

(1) ミクロ組織が体積分率で60%以上のフェライトと、体積分率で2%以上25%以下のマルテンサイトを含む第2相との複合組織であり、マルテンサイトの硬度がフェライトの硬度の1.4倍以上であり、鋼板1/2板厚での板面の $\{110\} <110> \sim \{332\} <110>$ の方位群のX線ランダム強度比の平均が2.0以上および/または鋼板1/2板厚での板面の $\{110\} <110>$ のX線ランダム強度比が3.0以上である成形性に優れた高強度鋼管。

【0006】(2) 質量%にて、Cを0.02%以上0.2%以下含むことを特徴とする前記(1)記載の成形性に優れた高強度鋼管。

【0007】(3) 質量%で、さらに

Mn: 3%以下、 Ni: 3%以下、
Cr: 3%以下、 Cu: 2%以下、
Mo: 2%以下、 W: 2%以下、
Co: 3%以下、 Sn: 0.5%以下

の中の1種または2種以上を合計で0.5%以上3.5%以下含むことを特徴とする前記(2)記載の成形性に優れた高強度鋼管。

【0008】(4) 質量%で、さらにSi: 0.003~3%、 Al: 3%以下の一方または双方を合計で0.3%以上3%以下含むことを特徴とする前記(2)または(3)記載の成形性に優れた高強度鋼管。

【0009】(5) 質量%で、さらにP: 0.001~0.2%、 B: 0.0002~0.01%の一方または双方を含むことを特徴とする前記(2)~(4)の何れか1項に記載の成形性に優れた高強度鋼管。

【0010】(6) 質量%で、さらに

Ti: 0.3%以下、 Nb: 0.3%以下、
V: 0.3%以下

の中の1種または2種以上を合計で0.005%以上0.3%以下含むことを特徴とする前記(2)~(5)の何れか1項に記載の成形性に優れた高強度鋼管。

【0011】(7) 質量%で、さらにCa: 0.000

5~0.005%、Rem: 0.001~0.02%の一方または双方を含むことを特徴とする前記(2)~(6)の何れか1項に記載の成形性に優れた高強度鋼管。

【0012】(8) 前記(1)~(7)の何れか1項に記載の鋼管を製造するにあたり、前記(2)~(7)の何れか1項に記載の成分を有する鋳造スラブを、鋳造ままもしくは一旦冷却した後に1000℃~1300℃の範囲に再度加熱し、熱間圧延して冷却後巻取った熱延鋼板を造管し、鋼材の化学成分で決まる $(2 \times A_{c1} \text{ 変態温度} + A_{c3} \text{ 変態温度}) / 3$ 以上1050℃以下に加熱した後縮径加工を行い、その後、3℃/秒~500℃/秒の冷却速度で250℃以下まで冷却することを特徴とする成形性に優れた高強度鋼管の製造方法。但し、

$$A_{c1}(^{\circ}\text{C}) = 723 - 10.7 \times \text{Mn}\% - 16.9 \times \text{Ni}\% + 29.1 \times \text{Si}\% + 16.9 \times \text{Cr}\%$$

$$A_{c3}(^{\circ}\text{C}) = 910 - 203 \times (\text{C}\%)^{1/2} - 15.2 \times \text{Ni}\% + 44.7 \times \text{Si}\% + 31.5 \times \text{Mo}\% + 13.1 \times \text{W}\% - 30 \times \text{Mn}\% - 11 \times \text{Cr}\% - 20 \times \text{Cu}\% + 70 \times \text{P}\% + 40 \times \text{Al}\%$$

【0013】(9) 前記(1)~(7)の何れか1項に記載の鋼管を製造するにあたり、前記(2)~(7)の何れか1項に記載の成分を有する熱延鋼板を酸洗し冷延した後に焼鈍した鋼板を造管し、鋼材の化学成分で決まる $(2 \times A_{c1} \text{ 変態温度} + A_{c3} \text{ 変態温度}) / 3$ 以上1050℃以下に加熱した後縮径加工を行い、その後、3℃/秒~150℃/秒の冷却速度で250℃以下まで冷却することを特徴とする成形性に優れた高強度鋼管の製造方法。但し、

$$A_{c1}(^{\circ}\text{C}) = 723 - 10.7 \times \text{Mn}\% - 16.9 \times \text{Ni}\% + 29.1 \times \text{Si}\% + 16.9 \times \text{Cr}\%$$

$$A_{c3}(^{\circ}\text{C}) = 910 - 203 \times (\text{C}\%)^{1/2} - 15.2 \times \text{Ni}\% + 44.7 \times \text{Si}\% + 31.5 \times \text{Mo}\% + 13.1 \times \text{W}\% - 30 \times \text{Mn}\% - 11 \times \text{Cr}\% - 20 \times \text{Cu}\% + 70 \times \text{P}\% + 40 \times \text{Al}\%$$

【0014】(10) 縮径加工後の管の長さが母管の長さの1.25倍以上であることを特徴とする前記(8)もしくは(9)記載の成形性に優れた高強度鋼管の製造方法。にある。

【0015】

【発明の実施の形態】以下、本発明の成形性に優れた高強度鋼管おその製造方法について詳細に述べる。ハイドロフォーム成形では鋼管を素材とした成形加工が行われる。この際、鋼管の軸方向への押し込み量と内圧の関係を適正に設定することが重要である。内圧のみを増加させた通常の液圧成形と異なり、ハイドロフォーム成形では軸押しによる強制的な材料供給によってより厳しい成形にも耐えることができる。本発明者らは、種々の材料を用いたハイドロフォーム成形試験を元に、鋼材の結晶集合組織の制御と適正なマイクロ組織形成によって初めて非常に高いハイドロフォーム成形性が確保できることを見出した。

【0016】即ち、鋼板1/2板厚での板面の $\{110\} \langle 110 \rangle \sim \{332\} \langle 110 \rangle$ の方位群および／または $\{110\} \langle 110 \rangle$ のX線ランダム強度比が、ハイドロフォーム成形等を行う上で最も質量な特性値である。板厚中心位置での板面のX線回折を行い、ランダム結晶に対する各方位の強度比を求めたときの、 $\{110\} \langle 110 \rangle \sim \{332\} \langle 110 \rangle$ の方位群での平均が2.0以上とした。この方位群に含まれる主な方位は、 $\{110\} \langle 110 \rangle$ 、 $\{661\} \langle 110 \rangle$ 、 $\{441\} \langle 110 \rangle$ 、 $\{331\} \langle 110 \rangle$ 、 $\{221\} \langle 110 \rangle$ 、 $\{332\} \langle 110 \rangle$ 、 $\{443\} \langle 110 \rangle$ 、 $\{554\} \langle 110 \rangle$ および $\{111\} \langle 110 \rangle$ である。これらの各方位のX線ランダム強度比は $\{110\}$ 極点図よりベクトル法により計算した3次元集合組織や $\{110\}$ 、 $\{100\}$ 、 $\{211\}$ 、 $\{310\}$ 極点図のうち、複数の極点図を基に級数展開法で計算した3次元集合組織から求めればよい。例えば、後者の方法から各結晶方位のX線ランダム強度比を求めるには、3次元集合組織の $\Phi 2 = 45^\circ$ 断面における $(110) [1-10]$ 、 $(661) [1-10]$ 、 $(441) [1-10]$ 、 $(331) [1-10]$ 、 $(221) [1-10]$ 、 $(332) [1-10]$ 、 $(443) [1-10]$ 、 $(554) [1-10]$ 、 $(111) [1-10]$ の強度で代表させられる。

【0017】 $\{110\} \langle 110 \rangle \sim \{111\} \langle 110 \rangle$ 方位群の平均X線ランダム強度比とは、上記の各方位の相加平均である。上記方位のすべての強度が得られない場合には $\{110\} \langle 110 \rangle$ 、 $\{441\} \langle 110 \rangle$ 、 $\{221\} \langle 110 \rangle$ の方位の相加平均で代替しても良い。中でも、 $\{110\} \langle 110 \rangle$ は重要であり、この方位のX線ランダム強度比が3.5以上であることが特に望ましい。 $\{110\} \langle 110 \rangle \sim \{332\} \langle 110 \rangle$ 方位群の平均強度比が2.0以上でかつ $\{110\} \langle 110 \rangle$ の強度比が3.0以上であれば特にハイドロフォーム用鋼管としてはさらに好適であることは言うまでもない。また、成形困難な場合には上記方位群の平均強度比が3.5以上であること、 $\{110\} \langle 110 \rangle$ の強度比が5.0以上であることのうち少なくとも1つを満たすことが望ましい。

【0018】なお、本発明の集合組織は通常の場合、 $\Phi 2 = 45^\circ$ 断面において上記の方位群の範囲内に最高強度を有し、この方位群から離れるにしたって徐々に強度レベルが低下するが、X線の測定精度の問題や鋼管製造時の軸周りのねじれの問題、X線試料作製の精度の問題などを考慮すると、最高強度を示す方位がこれらの方位群から $\pm 5^\circ$ ないし 10° 程度ずれる場合も有りうる。

【0019】鋼管のX線回折を行う場合には、鋼管より弧状試験片を切り出し、これをプレスして平板としX線解析を行う。また、弧状試験片から平板とするときは、試験片加工による結晶回転の影響を避けるため極力低歪

みで行うものとし、加えられる歪み量の上限を10%以下で行うこととした。このようにして得られた板状の試料について機械研磨によって所定の板厚まで減厚した後、化学研磨などによって板厚中心付近まで研磨し、バフ研磨によって鏡面に仕上げた後、電解研磨や化学研磨によって歪みを除去すると同時に板厚中心層が側面となるように調整する。なお、鋼板の板厚中心層に偏析帯が認められる場合には、板厚の3/8～5/8の範囲で偏析帯のない場所について測定すればよく、またこの範囲外でも前述の条件を満たしていることは何ら鋼管の成形性を落とすものではない。

【0020】なお、 $\{hkl\} \langle uvw \rangle$ とは上述の方法でX線用試料を採取したとき、板面に垂直な結晶方位が $\langle hkl \rangle$ で鋼管の長手方向が $\langle uvw \rangle$ であることを意味する。

【0021】本発明の集合組織に関する特徴は、通常の逆極点図や正極点図だけでは表すことができないが、例えば鋼管の半径方向の方位を表す逆極点図を板厚の中心付近に関して測定した場合、各方位のX線ランダム強度比は以下になることが好ましい。 $\langle 100 \rangle$: 2以下、 $\langle 411 \rangle$: 2以下、 $\langle 211 \rangle$: 4以下、 $\langle 111 \rangle$: 15以下、 $\langle 332 \rangle$: 15以下、 $\langle 221 \rangle$: 20.0以下、 $\langle 110 \rangle$: 30.0以下。また、軸方向を表す逆極点図においては、 $\langle 110 \rangle$: 10以上で、 $\langle 100 \rangle$ 、 $\langle 411 \rangle$ 、 $\langle 211 \rangle$ 、 $\langle 111 \rangle$ 、 $\langle 332 \rangle$ 、 $\langle 221 \rangle$ の全ての方位: 3以下。

【0022】ハイドロフォーム成形では非常に厳しい加工まで成形可能となることから、一旦鋼管のある位置にくびれが生じると、その場所での変形が加速的に進み、破断（バースト）に至る。従って、極力このような歪みの集中に起因するくびれを発生させないことも非常に重要となる。歪みの集中を回避する方法としては鋼材の加工硬化指数（ n 値）を高めることが効果的であり、本発明者らは、特に軟質なフェライト中に硬質のマルテンサイトを導入することで、降伏強度を低下させるて高い n 値を確保することが上述の集合組織制御との組み合わせでは有効であることを見出した。

【0023】この時、マルテンサイト体積分率が2%未満ではマルテンサイト変態によって周囲のフェライトに導入される変態歪み量が少ないために降伏強度が十分低下しないためにこれをマルテンサイト体積分率の下限值とした。また、マルテンサイト体積分率が25%超となると、マルテンサイト同士が連結したいわゆるネットワーク状のマルテンサイト組織が生成し、著しく成形性を劣化させるために、これをマルテンサイト体積分率の最大値とした。フェライト体積分率が60%未満の場合には上述の結晶集合組織を得ることができないためフェライト体積分率の最小値を60%と限定した。

【0024】また、マルテンサイトとフェライトの高度差が1.4未満の場合には、降伏比が十分に低下しない

ことから、高い n 値が得られないために、これをマルテンサイトとフェライトの高度差の下限値とした。ここで、硬度の測定は粒径が大きい場合には50g以上の加重で、また、粒径が小さい場合には10gもしくは必要に応じて5g加重のヴィッカース硬度計にて粒毎に測定され、5点以上の平均値として得られる。

【0025】第2相としては、上述のマルテンサイト以外に、ベイナイトおよび一部パーライトさらには残留オーステナイトを含んでいても何ら最終的な鋼管の成形性を劣化させるものではない。

【0026】 n 値は一般的に鋼材の強度と共に低下する。良好なハイドロフォーム成形性を得るためには鋼材の最大強度 TS と加工硬化指数 n の積 $TS \times n$ が45MPa以上であることが望ましい。

【0027】鋼管の強度および n 値は鋼管の管状引張り試験(JIS11号)または軸方向に切り出した弧状引張り試験(JIS12号B)等で得ることができ、強度は最大強度 TS 、 n 値は5%~10%もしくは3%~8%の歪み範囲での加工硬化率として定義する。

【0028】次に化学成分の限定理由について述べる。 C ： C は鋼材の強度を制御すると同時に、第2相としてのマルテンサイトの体積率を制御するために重要な元素であり、製造の加工熱処理中に未変態オーステナイト中に濃化することで、未変態オーステナイトの焼き入れ性を高める。しかしながら、この添加量が0.02質量%未満の場合には、焼き入れ性が十分でないために、2%~25%の範囲の体積分率のマルテンサイトを得られないことから、0.02%を下限とした。一方、鋼材の平均 C 量が増加するに従って確保可能なマルテンサイト体積分率は増加するが、同時に鋼材強度も増加する。しかしながら、鋼材の C 添加量が過大になると、必要以上に鋼材の強度を上昇させ、最終的に得られる鋼管の成形性をするのみならず、成形後の組立工程において重要となる溶接性を大きく劣化させる。従って鋼材の C 質量%の上限を0.2%とした。

【0029】 $Mn, Ni, Cr, Cu, Mo, W, Co, Sn$ ： $Mn, Ni, Cr, Cu, Mo, W, Co, Sn$ は全て変態挙動を制御するためには有効な元素である。特に、溶接性の観点から C の添加量が制限される場合には、このような元素を適量添加することによって効果的にマルテンサイトを生成させることが可能となる。また、これらの元素は Al や Si 程ではないがセメンタイトの生成を抑制する効果があり、2相分離を容易にする働きもする。さらに、これらの元素は Al, Si と共にマトリックスであるフェライトやベイナイトを固溶強化させることによって、鋼材の強度を高める働きも持つ。しかしながら、これらの元素の1種もしくは2種以上の添加の合計が0.5質量%未満の場合には、必要な焼き入れ性の確保ができなくなるとともに、鋼材の強度が低くなり、有効な車体軽量化が達成できなくなること

から、下限を0.5質量%とした。一方、これらの合計が3.5質量%を超える場合には、母相であるフェライトもしくはベイナイトの硬質化を招き、最終的に得られる鋼管の成形性の低下、靱性の低下、さらには鋼材コストの上昇を招くために、上限を3.5質量%とした。

【0030】 Al, Si ： Al と Si は共にフェライトの安定化元素であり、フェライト体積率を増加させることによって鋼材の加工性を向上させる働きがある。また、 Al, Si 共にセメンタイトの生成を抑制することから、効果的にオーステナイトとフェライトの2相分離を促進させ、適当な体積分率のマルテンサイトを得るために重要な元素である。しかしながら、 Al と Si の一種もしくは双方の合計が0.3質量%未満の場合には、セメンタイト生成抑制の効果が十分でなく、マルテンサイトが得にくくなることから下限を0.3質量%とした。また、 Al と Si の一種もしくは双方の合計が3%を超える場合には、母相であるフェライトもしくはベイナイトの硬質化や脆化を招き、歪み速度上昇による変形抵抗の増加を阻害するばかりでなく、最終的に得られる鋼管の成形性の低下、靱性の低下、さらには鋼材コストの上昇を招き、また化成処理性等の表面処理特性が著しく劣化するために、3質量%を上限値とした。

【0031】 P ：さらに、必要に応じて添加する P は、鋼材の高強度化に有効ではあると同時にフェライトの生成を促進し、2相分離を容易にするが、0.2質量%を超えて添加された場合には体積分率最大の相であるフェライトの変形抵抗を必要以上に高め、最終的に得られる鋼管の成形性の低下、靱性の低下、さらには鋼材コストの上昇を招く。さらに、耐置き割れ性の劣化や疲労特性、靱性の劣化を招くことから、0.2質量%をその上限とした。但し、 P の添加の効果を得るためには、0.001質量%以上含有することが好ましい。

【0032】 B ：また、必要に応じて添加する B は、粒界の強化や鋼材の高強度化に有効ではあるが、その添加量が0.01質量%を超えるとその効果が飽和するばかりでなく、必要以上に鋼材強度を上昇させ、最終的に得られる鋼管の成形性の低下を招くことから、上限を0.01質量%とした。但し、 B の添加効果を得るためには、0.0002質量%以上含有することが好ましい。

【0033】 Nb, Ti, V ：また、必要に応じて添加する Nb, Ti, V は、炭化物、窒化物もしくは炭窒化物を形成することによって鋼材を高強度化することができるが、その合計が0.3%を超えた場合には母相であるフェライトやベイナイト粒内もしくは粒界に多量の炭化物、窒化物もしくは炭窒化物として析出し、最終的に得られる鋼管の成形性の低下、靱性の低下、さらには鋼材コストの上昇を招くことから上限を0.3質量%とした。但し、これらの元素の添加によって高強度化するためには、 Nb, Ti, V の合計で0.005質量%以上添加することが好ましい。

【0034】Ca, 希土類元素(Rem): 介在物制御に有効な元素で、Caは0.0005質量%以上、Remは0.001%以上の添加により熱間加工性を向上させるが、Caは0.005%超、Remは0.02%超の添加は逆に熱間脆化を助長させるため、上記の範囲とした。ここで、希土類元素とは、Y, Scおよびランタノイド系の元素を指し、工業的には、これらの混合物であるミッシュメタルとして添加することがコスト的に有利である。

【0035】鋼板中のNはCと同様に焼き入れ性を向上させることができるが、同時に鋼材の靱性や延性を劣化させる傾向があるために0.01質量%以下とすることが望ましい。

【0036】また、Oは酸化物を形成し、介在物として鋼材の加工性、特に伸びフランジ成形性に代表されるような極限変形能や鋼材の疲労強度、靱性を劣化させることから、0.01質量%以下に制御することが望ましい。

【0037】以下に本発明の製造方法について述べる。
(スラブ再加熱温度) 所定の成分に調整された鋼は、鑄造後直接もしくは一旦Ar3 変態温度以下まで冷却された後に再加熱された後に熱間圧延される。この時の再加熱温度が1000℃未満の場合には、熱間圧延を完了するまでに、何らかの加熱装置必要となるためにこれを下限とした。また再加熱温度が1300℃を超える場合には、加熱時のスケール生成による歩留まり劣化を招くと同時に、製造コストの上昇も招くことから、これを再加熱温度の上限値とした。

【0038】(熱延条件) 熱延は通常の方法にて行われれば良く、熱延終了温度が鋼のAr3 変態温度以下となっても良い。但し、最終的に得られる鋼管の集合組織を好ましいものとするためには、熱延鋼板での集合組織発達を回避することが有効であり、このためにAr3 変態温度+50℃以上で熱延を完了することが望ましい。一方、スケール生成に起因する表面特性の劣化を抑制するためには、仕上げ温度を980℃以下とすることが好ましい。

【0039】(冷延-焼鈍条件) 熱延完了した鋼板をそのまま造管し縮径加工を行っても良いが、必要に応じて酸洗後冷延し、焼鈍後に造管し縮径加工を行っても良い。この時の冷延-焼鈍条件は特に規定しない。

【0040】(造管) 造管はコイル状の鋼板を連続的に巻きながら、もしくは前もって所定のサイズに切断された鋼板を巻いた後に溶接もしくは固相拡散接合等の方法によって行われる。

【0041】(縮径加工) 以上のような方法によって製造された鋼管を縮径加工によって所定のサイズに調整する際に、縮径加工開始前の加熱温度が鋼材の化学成分によって決まる(2×Ac1 変態温度+Ac3 変態温度)/3未満の場合には、最終的に得られるマルテンサイト

体積分率が2%未満となり、鋼管の成形性を劣化させることから、これを加熱温度の下限値とした。一方、この加熱温度が1050℃超となった場合には、最終的に得られる鋼管において{110}<110>~{332}<110>の方位群が発達せず、結果として鋼管の成形性が劣化するために、これを加熱温度の上限値とした。

【0042】縮径は上記の加熱温度に規定することにより、縮径の温度範囲を特に定めることなく本発明の効果をj得ることができるが、最終的なマイクロ組織中にマルテンサイトをj得るために、縮径の仕上げ温度は鋼の成分で決まるAr3 変態温度-100℃以上とすることが、また、2相分離を十分に進めるためにはAr3 変態温度+150℃以下とすることが好ましい。但し、
$$Ar3 = 901 - 325 \times C\% + 33 \times Si\% + 287 \times P\% + 40 \times Al\% - 92 \times (Mn\% + Mo\% + Cu\%) - 46 \times (Cr\% + Ni\%)$$

縮径加工によって、鋼管の長さ、鋼管外周径、板厚を変化させることができるが、これらを全て独立に変化させることができないために、この中の1つに着目して制御することで縮径加工時に導入された全歪み量を評価することができる。ここではその代表値として鋼管の長さ変化(縮径加工後の鋼管長さ/縮径加工前の鋼管長さ)を採用した。この鋼管の長さ変化が1.25未満の場合には鋼材に導入される歪み量が十分でないために集合組織の発達が不十分となり鋼管の成形性を劣化させる。従って鋼管の長さ変化の最小値として、1.25以上とすることが好ましい。この長さ変化は大きければ大きいほど良く、望ましくは1.45以上、さらに非常に高い加工性が要求される場合には1.8以上とすることがさらに望ましい。

【0043】縮径加工後の冷却によって鋼材のマイクロ組織が制御される。この時の冷却は空冷でも良いが、ブローや気水冷却、水冷等の設備を配して加速冷却しても良い。但しこの時に、冷却速度を500℃/秒超とするためには過大の設備投資を必要とするためにこれを冷却速度の上限とした。一方、未変態オーステナイトからマルテンサイトをj得るために冷却速度の下限を3℃/秒とした。空冷される場合には、冷却は室温まで連続的に行われても良いが、加速冷却される場合には、冷却完了温度が250℃超の場合には、生成したマルテンサイトが冷却中にオートテンパーされて降伏強度の上昇と加工硬化率の低下を招き、最終的に得られる鋼管の成形性を劣化させるためにこれを冷却停止温度の上限値とした。この冷却停止温度は低いほど降伏強度が下がることから、150℃以下とすることが望ましい。

【0044】このようにして製造された鋼管をハイドロフォーム成形する前に、表面の摩擦抵抗を小さくする目的で、油脂や固体潤滑剤等を塗布しても良い。また、防錆効果のために、これらの鋼管にZn等の表面処理を施しても良い。

【0045】

【実施例】表1に示す化学成分の鋼を溶解し、鑄造後一旦室温まで冷却した後に再度1200℃に加熱し900℃以上で熱延を完了した後冷却し、電縫溶接した。このようにして製造した母管を所定の温度に加熱し縮径加工を行った。

【0046】最終的に得られた鋼管の加工性の評価は以下の方法で行った。前もって鋼管に10mmφのスクライブドサークルを転写し、内圧と軸押し量を制御して、円周方向への張り出し成形を行った。バースト直前での最大拡張率を示す部位（拡張率＝成形後の最大周長／母管の周長）の軸方向の歪み ϵ_Φ と円周方向の歪み ϵ_θ を測定した。この2つの歪みの比 $\rho = \epsilon_\Phi / \epsilon_\theta$ と最大拡張率をプロットし、 $\rho = -0.5$ となる拡張率 R_e （0.5）をもってハイドロフォーム成形性の指標とした。

【0047】集合組織の測定はX線解析によって、鋼管から弧状試験片を切り出し、プレスして平板としたサンプルの1/2部に対して行った。また、X線の相対強度はランダム結晶と対比することで求めた。

【0048】フェライトおよびマルテンサイトの体積分率は、鋼管の軸方向断面の1/4厚部において50.0倍

の写真を撮影し、ポイントカウント法によって求めた。

【0049】表2には表1中の鋼P2を表中に示した縮径加工条件で加工し、得られた鋼管のハイドロフォーム成形性とマイクロ組織、集合組織を調査した結果を示した。縮径加工条件が本発明の範囲内であるものは最大拡張率が1.4以上の極めて良好なハイドロフォーム成形性を示すことがわかる。

【0050】また、表3には表1に示す全ての鋼に対して、表3中に示した本発明の範囲内である縮径加工条件で縮径加工を行った後、5～20℃/秒の冷却速度で150℃以下まで冷却された鋼管のハイドロフォーム成形性とマイクロ組織、集合組織の調査結果を示す。本発明の範囲外の化学成分を有するC1～C6の鋼は、たとえ縮径加工条件が本発明の範囲内であったとしても、最終的に得られる鋼管のマイクロ組織もしくは集合組織の少なくとも何れかが本発明の範囲外となり、その結果ハイドロフォーム成形性が本発明の例に比較して劣位にあることが分かる。

【0051】

【表1】

表1 鋼の化学成分

記号	化学成分(%) (16)																						試験
	C	Si	Al	Si+Al	Mn	Ni	Cr	Cu	Mo	W	Co	B ₂	el	Nb	Ti	V	U ₂	Pi	S	N	B	Ca	
P1	0.05	1.20	0.040	1.240	1.10								1.10					0.010	0.003	0.003			本発明鋼
P2	0.03	1.20	0.050	1.250	1.10								1.10					0.012	0.005	0.002			本発明鋼
P3	0.08	1.20	0.040	1.240	1.10								1.10					0.008	0.002	0.003			本発明鋼
P4	0.08	1.20	0.050	1.250	1.10						0.2	0.02	1.32					0.007	0.003	0.002			本発明鋼
P5	0.08	2.10	0.040	2.140	0.50	0.8							1.33					0.008	0.003	0.003			本発明鋼
P6	0.08	1.80	0.030	1.830	0.15		1.8						1.45					0.007	0.002	0.003			本発明鋼
P7	0.08	1.20	0.030	1.230	1.00								1.50					0.013	0.003	0.002			本発明鋼
P8	0.08	1.20	0.040	1.240	0.15	1.5			0.2				1.85					0.012	0.005	0.003			本発明鋼
P9	0.08	1.20	0.040	1.240	0.80		0.9			0.1			1.80					0.010	0.003	0.003			本発明鋼
P10	0.08	0.50	1.200	1.700	1.50								1.50					0.013	0.005	0.002			本発明鋼
P11	0.08	0.01	1.500	1.510	1.50						0.4		1.80					0.012	0.003	0.002		0.001	本発明鋼
P12	0.08	1.50	0.040	1.540	1.10								1.10					0.012	0.005	0.002	0.002		本発明鋼
P13	0.08	1.00	0.080	1.080	0.80								0.80					0.100	0.003	0.003			本発明鋼
P14	0.05	0.90	0.040	0.940	1.10								1.00	0.01				0.01	0.008	0.003	0.003		本発明鋼
P15	0.05	0.90	0.040	0.940	1.10						0.03		1.15		0.02			0.02	0.008	0.003	0.003		本発明鋼
P16	0.05	0.80	0.040	0.840	1.10								1.10	0.02			0.03	0.02	0.008	0.003	0.003		本発明鋼
C1	0.01	1.20	0.040	1.240	1.50								1.50					0	0.010	0.003	0.003		本発明鋼
C2	0.25	1.00	0.050	1.050	1.20								1.20					0	0.008	0.002	0.002		比較鋼
C3	0.05	0.20	0.040	0.240	1.10								1.10					0	0.010	0.003	0.002		比較鋼
C4	0.05	1.20	0.040	1.240	1.50	1.8		1.0					4.00					0	0.010	0.003	0.003		比較鋼
C5	0.08	1.00	0.050	1.050	0.10	0.2							0.35					0	0.010	0.002	0.003		比較鋼
C6	0.08	0.90	0.040	0.940	1.00								1.00	0.20	0.15			0.015	0.010	0.002	0.003		比較鋼

※1は本発明の組成外であることを示す。
空欄は意図的な添加がなされていないことを示す
※1=Al+Ni+Co+Cu+Mo+Ti+V
※2=Nb+Ti+V

【0052】
【表2】

【0053】

【表3】

表2 焼成加工条件の影響

配号	鋼	Ac1温 度℃	Ac3温 度℃	Ar3温 度℃	焼成加工 前の加熱 温度℃	焼成加工 終了温 度℃	焼成加工 後の冷却 速度℃/分	冷却完了 温度℃	フェライト 体積分 率%	マルテンサイト 体積分 率%	マルテンサイト とフェライト の長さの 比	*1	*2	最大延 率	種類
1	P2	748	834	825	750	620	1.55	8	92	0	1.7	5.5	6.5	1.38	比較例
2					920	800	1.15	8	70	23	1.8	1.5	1.5	1.30	比較例
3							1.55	8	82	18	1.7	4.8	5.5	1.42	本発明例
4							2.55	8	88	14	1.8	10.5	10	1.25	本発明例
5							1.55	15	80	0	-	4.4	5.8	1.32	比較例
6							1.55	20	85	15	1.9	5.0	5	1.48	本発明例

*1: [110] <110> ~ [332] <110> 方位群のX線ランダム強度比

*2: [110] <110> 方位のX線ランダム強度比

下欄は本発明の範囲外であることを示す

表3 記号	Ac1点 ℃	Ac3点 ℃	Ar3点 ℃	焼入れ加工前 の加熱温 度℃	焼入れ加工完 了温度℃	フェライト体 積分率%	マルテンサ イト体積分 率%	マルテンサイトとフェ ライトの長さの比	*1	*2	最大延伸率	種類
P1	746	888	828	870	760	87	13	1.7	7.5	10.0	1.58	本発明鋼
P2	746	884	825	900	770	78	15	1.8	12.0	7.0	1.52	本発明鋼
P3	746	875	817	880	780	75	13	1.8	10.0	8.0	1.48	本発明鋼
P4	746	883	824	900	780	78	18	1.7	9.5	14.5	1.44	本発明鋼
P5	765	929	872	900	785	82	14	1.5	8.0	17.0	1.52	本発明鋼
P6	804	918	848	900	770	84	16	1.6	14.5	9.5	1.58	本発明鋼
P7	747	875	780	880	750	80	15	1.8	17.0	7.5	1.52	本発明鋼
P8	731	895	825	930	800	71	19	1.9	16.5	6.0	1.48	本発明鋼
P9	765	889	834	880	740	73	17	1.9	12.0	10.0	1.49	本発明鋼
P10	722	887	812	890	750	79	12	2.1	9.5	14.0	1.52	本発明鋼
P11	707	869	801	830	730	81	19	2.2	13.0	18.0	1.45	本発明鋼
P12	755	901	836	900	780	80	18	1.7	8.0	7.5	1.42	本発明鋼
P13	742	878	856	900	800	77	18	1.9	14.5	9.5	1.44	本発明鋼
P14	737	874	817	940	820	88	12	1.9	10.5	14.5	1.45	本発明鋼
P15	737	874	817	900	780	85	15	2.0	16.5	9.5	1.43	本発明鋼
P16	737	877	817	900	780	68	21	2.0	11.0	11.0	1.52	本発明鋼
C1	742	801	804	920	800	100	0	—	8.0	0.0	1.36	比較鋼
C2	739	820	747	900	780	22	23	1.9	1.5	1.5	1.29	比較鋼
C3	717	843	785	900	770	78	0	—	12.0	14.5	1.33	比較鋼
C4	717	833	630	850	660	67	0	—	7.5	10.0	1.29	比較鋼
C5	748	902	801	960	810	77	0	—	12.5	8.5	1.34	比較鋼
C6	738	873	824	900	780	85	0	—	13.5	5.5	1.36	比較鋼

*1: [110] < 110 > ~ [332] < 110 > 方位群のX線ランダム強度比
 *2: [110] < 110 > 方位のX線ランダム強度比
 下線は本発明の範囲外であることを示す

【0054】

【発明の効果】鋼管の集合組織とミクロ組織を制御することで、鋼管のハイドロフォーム成形性が著しく向上することを以上に詳述した。本発明によって、複雑な形状

の部品へのハイドロフォーム加工が可能となり、自動車車体の軽量化をより一層推進することができる。従って、本発明は、工業的に極めて高い価値のある発明である。

フロントページの続き

(72)発明者 藤田 展弘
 千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式
 会社技術開発本部内

(72)発明者 篠原 康浩
 千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式
 会社技術開発本部内

(72)発明者 吉田 亨
 千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式
 会社技術開発本部内

Fターム(参考) 4K032 AA00 AA01 AA02 AA08 AA09
AA10 AA11 AA12 AA14 AA15
AA16 AA17 AA19 AA20 AA22
AA23 AA24 AA27 AA31 AA32
AA35 AA36 AA40 BA03 CA02
CA03 CC04 CF03 CH05 CH06
CJ02 CJ03